

# Анализ вольт-фарадных характеристик МДП-структур с ALD Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> на *n*- и *p*-CdHgTe, стабилизированном сверхтонким собственным оксидом

© Е.Р. Закиров, В.Г. Кеслер, Г.Ю. Сидоров, Д.В. Горшков, А.П. Ковчавцев

Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова Сибирского отделения Российской академии наук, 630090 Новосибирск, Россия

E-mail: erzakirov@isp.nsc.ru

Поступила в Редакцию 18 апреля 2022 г.

В окончательной редакции 29 апреля 2022 г.

Принята к публикации 5 июля 2022 г.

Изучены вольт-фарадные характеристики структур металл–диэлектрик–полупроводник с атомно-слоевым осаждением Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> на *n*- и *p*-Cd<sub>0.22</sub>Hg<sub>0.78</sub>Te (как с поверхностным варизонным слоем, так и без него), предварительно окисленном в кислородной плазме тлеющего разряда до толщины собственного оксида 2 нм. Полученные структуры характеризуются положительным встроенным зарядом плотностью  $\sim (1-6) \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$ . Отношение плотности медленных поверхностных состояний к поверхностной ширине запрещенной зоны полупроводника практически не зависит от варизонного слоя и составляет  $\sim (4-8) \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2} \cdot \text{эВ}^{-1}$ . Предложенная методика пассивации обеспечивает близкий к идеальному вид низкочастотных вольт-фарадных характеристик со слабым вкладом быстрых поверхностных состояний. Обнаружено, что пленки теллурида кадмия–ртути, выращенного без поверхностного варизонного слоя, более чувствительны к процессу окисления в плазме тлеющего разряда.

**Ключевые слова:** теллурид кадмия–ртути, пленка, поверхностные состояния, плазма.

DOI: 10.21883/FTP.2022.09.53415.9860

## 1. Введение

При изготовлении фотоприемных устройств инфракрасного диапазона на основе узкозонных полупроводниковых соединений одна из ключевых технологических задач заключается в обеспечении высокого качества поверхности и интерфейсов полупроводника. При ширине запрещенной зоны порядка всего 0.1–0.4 эВ даже сравнительно небольшие величины плотностей встроенного заряда диэлектрика и поверхностных состояний на границе раздела диэлектрик–полупроводник могут приводить к существенному изменению поверхностного потенциала, возникновению „паразитной“ области пространственного заряда или даже поверхностного канала проводимости [1,2]. Следствием этого является увеличение токов утечки и темновых токов фотоприемника, что в свою очередь ухудшает его приборные характеристики, такие как чувствительность, обнаружительная способность и уровень шумов [3].

Теллурид кадмия–ртути (КРТ, CdHgTe), используемый для изготовления многоэлементных фотоприемных устройств (МФПУ) с краем поглощения вплоть до дальнего ИК диапазона, а также перспективный для применения и в терагерцовом диапазоне, обладает высокой чувствительностью к внешним физическим, химическим и термическим воздействиям. Нарушение структуры поверхности КРТ и изменение его химического состава при проведении технологических операций по изготовлению приборов приводит к возникновению электрически активных дефектов, ухудшающих характеристики этих приборов. В связи с этим ко всем производственным процессам предъявляются особые требования по

минимизации негативного воздействия на полупроводник в целом и на его поверхность в частности.

Пассивация поверхности КРТ, как правило, осуществляется диэлектриком либо широкозонным полупроводником, наносимым методами физического либо химического осаждения из газовой фазы [4–9], однако такие методы, во-первых, зачастую сопровождаются нагревом подложки в вакууме, а во-вторых, могут приводить к физическому перемешиванию и химическому взаимодействию осаждаемого материала с КРТ. Работы по развиту или поиску и исследованию новых методов пассивации CdHgTe остаются актуальными до сих пор [10–17].

Для стабилизации поверхности CdHgTe нами было предложено использовать сверхтонкий (< 5 нм) собственный оксид (ССО), который бы формировал качественную границу раздела с полупроводником и защищал ее от негативного влияния последующих технологических процессов (осаждение защитного диэлектрика и (или) просветляющего покрытия, металлизация и т. д.). Подобный подход был продемонстрирован, например, в работах [18–20], где для окисления КРТ использовалось возбуждение атомов кислорода УФ излучением либо кислородная плазма высокочастотного разряда. По данным этих работ можно судить о том, что промежуточный слой собственного оксида КРТ толщиной 30–40 нм позволяет существенно снизить плотности встроенного заряда и медленных поверхностных состояний, однако плотность быстрых поверхностных состояний остается на уровне  $\sim 1 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2} \cdot \text{эВ}^{-1}$ . Принципиальным отличием предлагаемого нами подхода является использование именно сверхтонкого собственного оксида толщиной всего несколько нанометров. Поскольку

известно, что сам по себе процесс окисления способен приводить к изменению химического состава в приповерхностной области КРТ толщиной до нескольких десятков нанометров [21,22], то ожидается, что снижение толщины оксида позволит минимизировать негативное воздействие на интерфейс полупроводника и улучшить его электрофизические параметры. Для прецизионного формирования ССО на поверхности КРТ нами был выбран, разработан и детально изучен метод окисления в кислородной плазме тлеющего разряда [23].

Ранее нами было показано, что сверхтонкий собственный оксид толщиной всего  $\sim 2$  нм и в самом деле способен эффективно стабилизировать [24] и пассивировать поверхность CdHgTe, образуя высококачественную границу раздела диэлектрик–полупроводник при использовании в качестве диэлектрика пленок оксида алюминия ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ), формируемых методом плазменно-стимулированного атомно-слоевого осаждения (PE-ALD) [25]. Для исследования влияния ССО КРТ на электрофизические характеристики структур металл–диэлектрик–полупроводник (МДП) был использован полупроводник  $n$ -типа проводимости с чувствительностью как в среднем (MWIR), так и дальнем (LWIR) ИК диапазонах. При этом он имел так называемый поверхностный варизонный слой (ПВС) толщиной 200–500 нм, характеризующийся плавным повышением мольной доли теллурида кадмия (увеличением ширины запрещенной зоны) по направлению от объема к поверхности и предназначенный для частичной стабилизации и пассивации узкозонного КРТ [26].

Учитывая то, что при изготовлении МФПУ на основе  $p$ – $n$ -переходов требуется, во-первых, пассивация одновременно и  $p$ - и  $n$ -областей, а во-вторых, областей как с ПВС, так и без него (например, стенок меза-структур), настоящая работа была направлена на изготовление и изучение электрофизических характеристик МДП-структур на LWIR теллуриде кадмия–ртути различного типа проводимости и различного поверхностного состава (с поверхностным варизонным слоем и без него).

## 2. Методика эксперимента

Гетероэпитаксиальные структуры LWIR  $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$   $n$ - и  $p$ -типа с составом  $x \approx 0.22$  в рабочем слое были изготовлены методом молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ) в Лаборатории молекулярно-лучевой эпитаксии соединений  $\text{A}^{\text{IV}}\text{B}^{\text{VI}}$  ИФП СО РАН. В процессе роста в структурах за счет легирования индием был сформирован  $n^+$ -подслой с концентрацией носителей  $\sim 2.5 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$ , залегающий значительно глубже рабочего слоя и позволяющий снизить последовательное (объемное) сопротивление полупроводника. Концентрация доноров в рабочем слое без легирования, определяемая методом Холла, составляла  $\sim 5 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-3}$ . Образцы  $p$ -типа были получены путем отжига (вакансионного легирования) образцов, выращенных с электронной проводимостью, и концентрация акцепторов в их рабочем

слое достигала  $5 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$ . Образцы КРТ обоих типов проводимости, выращенные с поверхностным варизонным слоем (толщиной  $\sim 0.4$  мкм и с увеличением величины  $x$  до 0.45 на поверхности), были разделены на две части, одна из которых была дополнительно подвержена травлению в полирующем растворе брома в бромоводороде для химического удаления ПВС. Кроме того, для анализа влияния процесса химического травления КРТ на электрофизические параметры границы раздела диэлектрик–полупроводник отдельно были выращены образцы CdHgTe без ПВС обоих типов проводимости.

Химическая очистка поверхности исследуемых образцов КРТ от собственного оксида, формирующегося при их хранении в лабораторной атмосфере, включала в себя выдержку в течение 30 мин в водном аммиаке ( $\text{NH}_4\text{OH}$ ) и двойную промывку в изопропиловом спирте. После очистки образцы незамедлительно загружались в вакуумную газоразрядную камеру. Во избежание прямого воздействия ионов плазмы на поверхность полупроводника, образцы располагали позади сплошного анода. Тлеющий разряд в атмосфере кислорода при давлении 0.15 Торр горел при напряжении 500 В в течение 10 мин, после чего образцы извлекались и незамедлительно переносились в установку атомно-слоевого осаждения. Результирующая толщина собственного оксида КРТ составляла  $\sim 2$  нм [23].

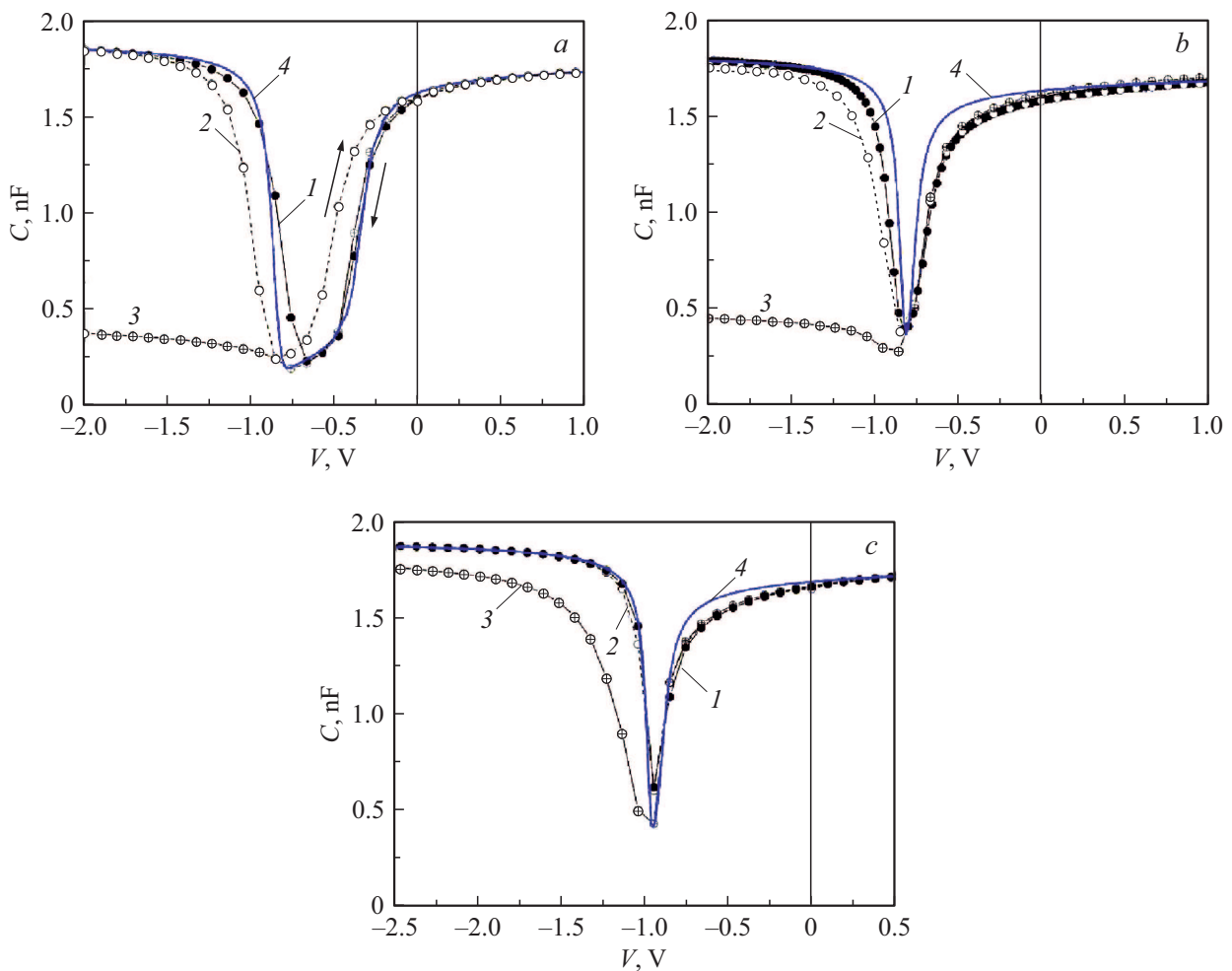
В установке плазменно-стимулированного атомно-слоевого осаждения Oxford FlexAl на все образцы со скоростью  $\sim 0.5$  нм/мин наносилась пленка оксида алюминия толщиной 20 нм (контроль толщины осуществлялся *ex situ* с помощью спектрального эллипсометра Woollam EC-400). В качестве прекурсора использовался триметилалюминий ( $\text{Al}(\text{CH}_3)_3$ , ТМА), а температура подложки составляла  $120^\circ\text{C}$ .

Золотые контакты площадью  $6.9 \cdot 10^{-3} \text{ см}^{-2}$  были нанесены на образцы через маску методом термического испарения в вакууме. Омический контакт к рабочему слою/проводящему подслою КРТ осуществлялся за счет скрайбирования торца образца и надежного прижима индиевого контакта. Измерение вольт-фарядных характеристик (ВФХ,  $C$ – $V$ ) полученных МДП-структур проводили на мостовом измерителе WK 6440B; образцы при этом находились в криостате в условиях темноты и при температуре жидкого азота (77 К). Расчет теоретических идеальных ВФХ без учета вклада быстрых поверхностных состояний производился по аналогии с работой [27].

## 3. Результаты эксперимента и обсуждение

### 3.1. Вольт-фарядные характеристики МДП-структур на $n$ -CdHgTe

При температуре жидкого азота и частоте измерительного сигнала до 1 кГц все полученные МДП-структуры



**Рис. 1.** Вольт-фарадные характеристики МДП-структур Au–Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>–собственный оксид–*n*-Cd<sub>0.22</sub>Hg<sub>0.78</sub>Te при наличии поверхностного варикозного слоя (а), поверхностный варикозный слой был удален химически (b) либо не был выращен изначально (с). Измерения при частоте измерительного сигнала 1 кГц (1, 2) и 1 МГц (3). Кривые 1 и 2 показывают ход зависимости при циклической развертке напряжения (направление развертки показано стрелками и одинаково для всех графиков). Кривая 4 получена методом численного моделирования.

на КРТ *n*-типа имеют характерную низкочастотную (НЧ) зависимость емкости структуры от напряжения смещения на затворе (рис. 1). При увеличении частоты наблюдается снижение величины емкости в инверсии, т.е. происходит переход от низкочастотного к высокочастотному (ВЧ) виду ВФХ, однако характерный ВЧ вид так и не достигнут при предельной частоте измерительного прибора 3 МГц. Также общей чертой для этих структур является положительный встроенный заряд с плотностью  $N_{\text{fix}}$  в диапазоне  $(1-5) \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$ .

Из рис. 1 видно, что принципиальное отличие структур с поверхностным варикозным слоем заключается не только в характере изменения поверхностного потенциала и электрической емкости полупроводника при переходе от режима обеднения к инверсии (более широкий минимум емкости), но и в выраженной петле гистерезиса ВФХ при циклической развертке напряжения на затворе. Объяснение меньшего гистерезиса в структурах

на КРТ без ПВС было предложено авторами [28]. Оно заключается в том, что при наличии широкозонного слоя поверхностный потенциал полупроводника в ходе развертки напряжения на затворе изменяется в более широком диапазоне, чем поверхностный потенциал узкозонного полупроводника, а это приводит к захвату интегрально большего количества носителей заряда на медленные поверхностные состояния, что и выражается более широким гистерезисом ВФХ. Таким образом, если для структур с ПВС и без него привести измеренную плотность медленных состояний к ширине запрещенной зоны на поверхности КРТ, то будет получена примерно одинаковая величина  $\sim 4 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2} \cdot \text{эВ}^{-1}$ , что согласуется с предложенным объяснением.

Концентрация доноров  $N_D$  в приповерхностной области полупроводника, подбираемая при построении теоретической ВФХ, составила  $\sim 5 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-3}$  для образцов КРТ, выращенных с поверхностным варикозным слоем.

Эта величина близка к данным, получаемым методом Холла сразу после роста пленок. В случае же КРТ, выращенного без ПВС, определена более высокая концентрация доноров  $N_D = 1.1 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$ .

Основным механизмом увеличения концентрации доноров в КРТ является разрыв связей Hg–Te, диффузия межузельных атомов ртути и их взаимодействие с нейтральными дефектами/примесями кристаллической решетки, например, в результате ионной бомбардировки поверхности [29–31]. С другой стороны, сам по себе физико-химический процесс образования собственного оксида КРТ сопровождается разрывом связей Hg–Te. Однако в представленной работе использовалась такая геометрия тлеющего разряда, при которой окисляемый образец располагается позади сплошного анода, т.е. прямая бомбардировка высокоэнергетичными ионами плазмы маловероятна, и условия окисления были одинаковы для всех исследуемых образцов. Точная причина генерации донорных центров остается неизвестной, однако фактом остается то, что пленки CdHgTe, выращенные без ПВС, отличаются повышенной чувствительностью к внешним воздействиям. По-видимому, поверхностный слой с повышенным содержанием CdTe либо слой металлического теллура, образовавшийся в результате травления ПВС, обеспечивают достаточную стабилизацию поверхности КРТ при окислении в плазме тлеющего разряда.

По растяжению экспериментальных емкостных зависимостей вдоль оси напряжений относительно теоретических можно судить о том, что граница раздела диэлектрик–полупроводник в случае удаления поверхностного слоя КРТ обладает значительно большей плотностью быстрых поверхностных состояний  $D_{it}$ . К тому же и величина плотности медленных состояний в этих структурах выше — до  $1 \cdot 10^{12} \text{ см}^{-2} \cdot \text{эВ}^{-1}$ . Эти наблюдения согласуются с известными утверждениями о том, что травление КРТ в растворах брома приводит к ухудшению электрофизических параметров интерфейса [5], при этом использование предложенной методики пассивации не позволяет нивелировать этот эффект.

Экспериментальные характеристики МДП-структур на теллуриде кадмия–ртути, не подвергавшемся травлению, довольно близки к идеальным. Отклонение в области обогащения поверхности основными носителями заряда, наиболее выраженное при отсутствии ПВС, в некоторой степени обусловлено неучтенными в расчетной модели явлениями непараболичности зон и вырождения полупроводника [4]. В структурах с варизонным слоем наблюдается также расхождение эксперимента с теорией в области обеднения–слабой инверсии. Авторами [28] отмечается, что при наличии варизонного слоя на поверхности  $\text{Cd}_{0.22}\text{Hg}_{0.78}\text{Te}$  время перезарядки поверхностных состояний настолько велико, что вольт-фарадная характеристика является высокочастотной относительно времени перезарядки поверхностных состояний, даже если относительно времени жизни неосновных носителей заряда она явля-

ется низкочастотной. Это означает, что наблюдаемое расхождение не может быть однозначно связано со вкладом емкости быстрых поверхностных состояний в результирующую емкость МДП. С учетом совокупности этих факторов определение спектра поверхностных состояний в этих структурах традиционными методами (дифференциальным или интегральным) не представляется возможным.

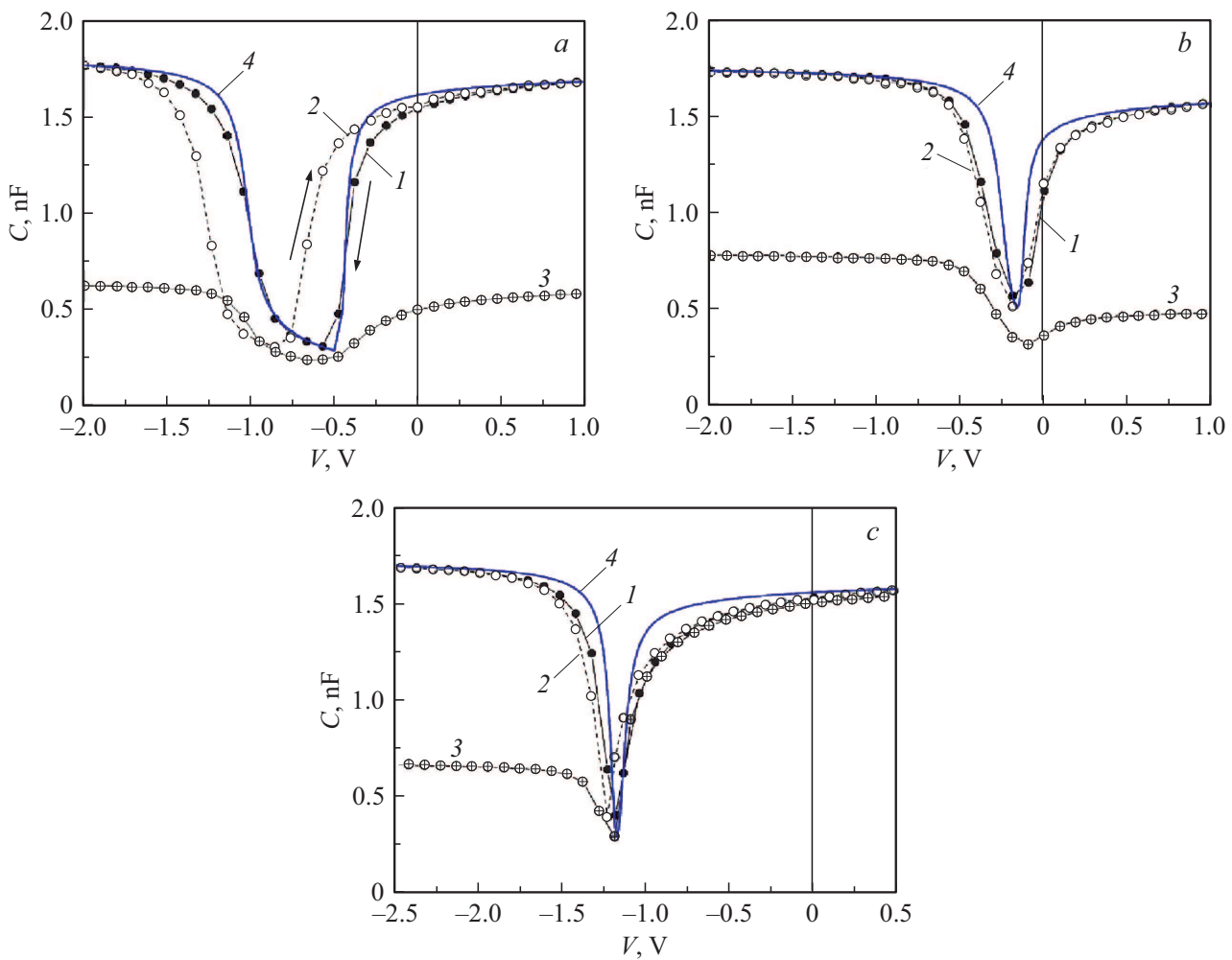
### 3.2. Вольт-фарадные характеристики МДП-структур на $p\text{-CdHgTe}$

На рис. 2 показаны типичные вольт-фарадные характеристики структур металл–диэлектрик–полупроводник, изготовленных на КРТ с дырочным типом проводимости после его окисления в кислородной плазме тлеющего разряда.

Величина плотности встроенного заряда в структурах на  $p\text{-CdHgTe}$ , выращенном с поверхностным варизонным слоем (в том числе, удаленным впоследствии химически), составляет  $(1\text{--}6) \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$ , т.е. близка к соответствующим величинам в случае электронной проводимости полупроводника. В то же время плотность медленных поверхностных состояний несколько выше —  $(6\text{--}8) \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2} \cdot \text{эВ}^{-1}$ . Оценка концентрации акцепторов по величине емкости в минимуме низкочастотных ВФХ составляет  $(4\text{--}6) \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$ . Из частотной зависимости видно, что в этих структурах значительно сильнее выражено влияние последовательного сопротивления в измерительной схеме, проявляющееся частотной дисперсией емкости как в области инверсии, так и в области обогащения поверхности основными носителями заряда. С одной стороны, это объясняется возросшим объемным сопротивлением полупроводника в связи с меньшей подвижностью основных носителей заряда — дырок. С другой стороны, преобразование эквивалентной схемы МДП-структуры с целью выделения последовательного сопротивления цепи и корректировки измеряемой емкости структуры [32] не дало адекватного результата, что говорит о неприменимости традиционной эквивалентной схемы. Причина кроется, по всей видимости, в особенностях компенсации доноров при вакансионном легировании МЛЭ структур  $n/n^+-\text{CdHgTe}$  и должна быть исследована более детально.

По своей форме экспериментальные характеристики при малой частоте измерительного сигнала близки к расчетным идеальным, однако степень растяжения все же визуально выше, чем в структурах на  $n\text{-CdHgTe}$ . Это свидетельствует о большей плотности поверхностных состояний на границе раздела  $\text{Al}_2\text{O}_3$  с дырочным полупроводником.

Из частотной зависимости ВФХ структур на КРТ, выращенном без поверхностного варизонного слоя, следует, что приповерхностная область полупроводника обладает электронным типом проводимости. Иными словами, имеет место конверсия типа проводимости. Оце-



**Рис. 2.** Вольт-фарадные характеристики МДП-структур Au–Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>–собственный оксид–*p*-Cd<sub>0.22</sub>Hg<sub>0.78</sub>Te при наличии поверхностного варизонного слоя (*a*), поверхностный варизонный слой был удален химически (*b*) либо не был выращен изначально (*c*). Измерения при частоте измерительного сигнала 1 кГц (1, 2) и 1 МГц (3). Кривые 1 и 2 показывают ход зависимости при циклической развертке напряжения (направление развертки показано стрелками и одинаково для всех графиков). Кривая 4 получена методом численного моделирования.

ночная концентрация доноров составляет  $1 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-3}$ , а значит, величина прироста доноров примерно одинакова в случаях использования CdHgTe *n*- и *p*-типа. Отличает эти структуры и повышенная до  $1.1 \cdot 10^{12} \text{ см}^{-2}$  величина  $N_{\text{fix}}$ . В то же время можно судить о том, что время жизни неосновных носителей заряда в них превышает соответствующее время жизни в случае использования полупроводника с исходно электронным типом проводимости. Об этом свидетельствует более выраженная частотная дисперсия емкости в режиме инверсии: более быстрый переход к высокочастотному виду наблюдается при меньшей частоте измерительного сигнала. Предполагается, что теллурид кадмия–ртути, выращенный без поверхностного варизонного слоя, обладает избыточной концентрацией объемных генерационно-рекомбинационных центров, ликвидлируемой при последующем вакансионном легировании (отжиге).

#### 4. Заключение

В настоящей работе впервые изготовлены МДП-структуры с ALD Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и сверхтонким собственным оксидом на *n*- и *p*-Cd<sub>0.22</sub>Hg<sub>0.78</sub>Te с варизонным слоем и без него; изучены вольт-фарадные характеристики этих структур.

Структуры обладают положительным встроенным зарядом плотностью  $(1-6) \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$  и сравнительно низкой плотностью медленных состояний, обуславливающих гистерезис ВФХ. Показано, что, хотя структуры с поверхностным варизонным слоем и проявляют больший гистерезис, отношение плотности медленных состояний к поверхностной ширине запрещенной зоны полупроводника остается примерно на одном уровне.

Характеристики МДП-структур на варизонном КРТ по форме близки к идеальным теоретическим, что свидетельствует о слабом влиянии быстрых поверхностных

состояний на зависимость поверхностного потенциала от напряжения смещения. Качественный сравнительный анализ показывает, что удаление поверхностного варизонного слоя травлением в растворе брома приводит к увеличению плотности поверхностных состояний. Это согласуется с литературными данными и означает, что используемая методика пассивации не способна обеспечить высококачественный интерфейс оксида алюминия с КРТ после его травления.

Структуры на КРТ дырочного типа проводимости независимо от состава поверхности отличаются большей плотностью как медленных, так и быстрых поверхностных состояний. Следовательно, в совокупности с вводимым положительным встроенным зарядом предложенная методика пассивации более уместна для использования в технологии изготовления „ $p-n$ “ фотодиодов. При такой конфигурации в приповерхностной области электронного полупроводника вне зоны  $p-n$ -перехода будет отсутствовать паразитная область пространственного заряда.

Поверхность теллурида кадмия–ртути, выращенного без поверхностного варизонного слоя, проявляет повышенную чувствительность структуры поверхности к процессу окисления в кислородной плазме тлеющего разряда. В результате окисления происходит генерация донорных уровней и увеличение положительного встроенного заряда. В полупроводнике  $p$ -типа наблюдается конверсия типа проводимости. По различиям в частотной дисперсии инверсионной емкости структуры можно судить о значительно меньшем времени жизни неосновных носителей заряда в CdHgTe, выращенном без ПВС и не подвергавшемся послеростовому отжигу.

Результаты работы представляют научный и практический интерес, поскольку демонстрируют выраженное положительное влияние предложенной методики пассивации на электрофизические характеристики МДП-структур на варизонном LWIR CdHgTe ( $x \approx 0.22$ ) обоих типов проводимости. Задача пассивации поверхности КРТ, подвергавшейся травлению в растворе брома, требует дальнейшего развития этого подхода.

### Финансирование работы

Исследование выполнено при финансовой поддержке гранта Российского научного фонда (проект № 21-72-10134).

### Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

### Список литературы

[1] R. Singh, A.K. Gupta, K.C. Chhabra. Def. Sci. J., **41**, 205 (1991).

- [2] M.B. Reine, A.K. Sood, T.J. Tredwell. In: *Semiconductors and Semimetals*, ed. by R.K. Willardson, A.C. Beer (Academic Press, 1981) p. 201.
- [3] A. Rogalski. Rep. Progr. Phys., **68**, 2267 (2005).
- [4] Y. Nemirovsky, G. Bahir. J. Vac. Sci. Technol. A, **7**, 450 (1989).
- [5] S.H. Lee, H. Shin, H.C. Lee, C. Ki Kim. J. Electron. Mater., **26**, 556 (1997).
- [6] J. Zhang, G.A. Umana-Membreno, R. Gu, W. Lei, J. Antoszewski, J.M. Dell, L. Faraone. J. Electron. Mater., **44**, 2990 (2015).
- [7] R.K. Bhan, V. Srivastava, R.S. Saxena, L. Sareen, R. Pal, R.K. Sharma. Infr. Phys. Technol., **53**, 404 (2010).
- [8] А.В. Сорочкин, В.С. Варавин, А.В. Предсин, И.В. Сабинина, М.В. Якушев. ФТП, **46**, 551 (2012).
- [9] V. Kumar, R. Pal, P.K. Chaudhury, B.L. Sharma, V. Gopal. J. Electron. Mater., **34**, 1225 (2005).
- [10] F. Sizov, M. Vuichyk, K. Svezhentsova, Z. Tsybrii, S. Stariy, M. Smolii. Mater. Sci. Semicond. Process., **124**, 105577 (2021).
- [11] Q. Lu, X. Wang, Y. Wei, Q. Sun, C. Lin. Mater. Res. Express, **8**, 015903 (2021).
- [12] X. Wang, K. He, X. Chen, Y. Li, C. Lin, Q. Zhang, Z. Ye, L. Xin, G. Gao, X. Yan, G. Wang, Y. Liu, T. Wang, J. Tian. AIP Advances, **10**, 105102 (2020).
- [13] Q. Lu, X. Wang, S. Zhou, R. Ding, L. He, C. Lin. Semicond. Sci. Technol., **35**, 095003 (2020).
- [14] А.В. Войцеховский, С.Н. Несмелов, С.М. Дзядух, С.А. Дворецкий, Н.Н. Михайлов, Г.Ю. Сидоров, М.В. Якушев. Письма ЖТФ, **47** (12), 34 (2021).
- [15] A.K. Saini, V. Srivastav, S. Gupta, B.L. Sharma, M. Asthania, N. Singh, S.K. Gaur, V.S. Meena, R. Thakur, Chanchal, V. Sharma, R.K. Sharma. Infr. Phys. Technol., **102**, 102988 (2019).
- [16] V.S. Meena, M.S. Mehata. Thin Sol. Films, **731**, 138751 (2021).
- [17] C. Ailiang, S. Changhong, W. Fang, Y. Zhenhua. Infr. Phys. Technol., **114**, 103667 (2021).
- [18] T.S. Lee, K.K. Choi, Y.T. Jeoung, H.K. Kim, J.M. Kim, Y.H. Kim, J.M. Chang, W.S. Song, S.U. Kim, M.J. Park, S.D. Lee. J. Electron. Mater., **26**, 552 (1997).
- [19] Y.K. Su, C. Te Lin, H.T. Huang, S.J. Chang, T.P. Sun, G.S. Chen, J.J. Luo. Jpn. J. Appl. Phys., **35**, 1165 (1996).
- [20] Y. Nemirovsky, R. Goshen. Appl. Phys. Lett., **37**, 813 (1980).
- [21] G.D. Davis, T.S. Sun, S.P. Buchner, N.E. Byer. J. Vac. Sci. Technol., **19**, 472 (1981).
- [22] W.H. Makky, A. Siddiqui, C.H. Tang. J. Vac. Sci. Technol. A, **4**, 3169 (1986).
- [23] Е.Р. Закиров, В.Г. Кеслер. ЖСХ, **60**, 1091 (2019).
- [24] V.G. Kesler, E.R. Zakirov. Proc. 15th Int. Conf. Young Spec. Micro/Nanotechnologies Electron Devices (IEEE, 2014) p. 33.
- [25] E.R. Zakirov, V.G. Kesler, G.Y. Sidorov, A.P. Kovchavtsev. Semicond. Sci. Technol., **35**, 025019 (2020).
- [26] S.A. Dvoretzky, V.S. Varavin, N.N. Mikhailov, Y.G. Sidorov, T.I. Zakharyash, V.V. Vasiliev, V.N. Ovsyuk, G.V. Chekanova, M.S. Nikitin, I.Y. Lartsev, A.L. Asecv. Proc. SPIE, **5964**, 59640A (2005).
- [27] A.P. Kovchavtsev, G.Y. Sidorov, A.E. Nastovjak, A.V. Tsarenko, I.V. Sabinina, V.V. Vasilyev. J. Appl. Phys., **121**, 125304 (2017).

- [28] А.В. Войцеховский, Н.А. Кульчицкий, С.Н. Несмелов, С.М. Дзядух. Нано- и микросистемная техника, **19**, 3 (2017).
- [29] M. Pociask, I.I. Izhnin, A.I. Izhnin, S.A. Dvoretzky, N.N. Mikhailov, Y.G. Sidorov, V.S. Varavin, K.D. Mynbaev. *Semicond. Sci. Technol.*, **24**, 025031 (2009).
- [30] M. Pociask, I.I. Izhnin, S.A. Dvoretzky, Y.G. Sidorov, V.S. Varavin, N.N. Mikhailov, N.H. Talipov, K.D. Mynbaev, A.V. Voitsekhovskii. *Semicond. Sci. Technol.*, **25**, 065012 (2010).
- [31] I.I. Izhnin, V.V. Bogoboyashchyu, N.N. Berchenko, V.A. Yudenkov. *J. Alloys Compd.*, **371**, 122 (2004).
- [32] А.В. Войцеховский, С.Н. Несмелов. Изв. вузов. Физика, **52** (10), 3 (2009).

Редактор Г.А. Оганесян

### Studying $C-V$ characteristics of MIS structures with ALD Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> on *n*- and *p*-CdHgTe stabilized with ultra-thin native oxide

*E.R. Zakirov, V.G. Kesler, G.Yu. Sidorov, D.V. Gorshkov, A.P. Kovchavtsev*

Rzhanov Institute of Semiconductor Physics,  
Siberian Branch of Russian Academy of Sciences,  
630090 Novosibirsk, Russia

**Abstract** Capacitance–voltage characteristics of metal dielectric semiconductor structures with atomic layer deposition Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> on *n*- and *p*-Cd<sub>0.22</sub>Hg<sub>0.78</sub>Te (with and without a surface graded-gap layer) preliminary oxidized in oxygen glow discharge plasma (with the resulting oxide thickness of 2 nm) have been studied. The obtained structures reveal the positive fixed charge with a density of  $\sim (1-6) \cdot 10^{11} \text{ cm}^{-2}$ . The ratio between a slow surface states density and a surface band gap width is almost independent on graded-gap layer presence, with the value of  $\sim (4-8) \cdot 10^{11} \text{ cm}^{-2} \cdot \text{eV}^{-1}$ . The proposed passivation approach provides near-ideal low-frequency capacitance-voltages characterized by weak influence of fast surface states. Films of CdHgTe grown without the graded-gap surface layer are proved to be much more sensitive to the process of oxidation in glow discharge plasma.